



Europäisches
Patentamt
European
Patent Office
Office européen
des brevets



(11)

EP 3 029 162 B1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:

25.04.2018 Patentblatt 2018/17

(21) Anmeldenummer: **14195644.1**

(22) Anmeldetag: **01.12.2014**

(51) Int Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)

C22C 38/16 (2006.01)

C21D 1/18 (2006.01)

C21D 1/26 (2006.01)

C21D 6/00 (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/06 (2006.01)

(54) Verfahren zum Wärmebehandeln eines Mangan-Stahlprodukts

Method for the heat treatment of a manganese steel product

Procédé de traitement à chaud d'un produit en manganèse-acier

(84) Benannte Vertragsstaaten:

**AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB
GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO
PL PT RO RS SE SI SK SM TR**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:

08.06.2016 Patentblatt 2016/23

(73) Patentinhaber: **Voestalpine Stahl GmbH
4020 Linz (AT)**

(72) Erfinder:

• **Samek, Ludovic
4030 Linz (AT)**

• **Füreder-Kitzmüller, Friedrich**

4048 Puchenau (AT)

• **Arenholz, Enno**

4040 Plesching (AT)

• **Kürnsteiner, Philipp**

4210 Gallneukirchen (AT)

(74) Vertreter: **OK pat AG**

Industriestrasse 47

6300 Zug (CH)

(56) Entgegenhaltungen:

EP-A1- 2 746 409

DE-B3- 10 332 722

DE-T5-112006 003 169

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents im Europäischen Patentblatt kann jedermann nach Maßgabe der Ausführungsordnung beim Europäischen Patentamt gegen dieses Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch gilt erst als eingezahlt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist. (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

Beschreibung

[0001] Die vorliegende Erfindung bezieht sich auf ein Verfahren zum Wärmebehandeln eines Mangan-Stahlprodukts, das hier auch als Mittel-Mangan-Stahlprodukt bezeichnet wird. Es geht auch um eine spezielle Legierung eines Mangan-Stahlprodukts, das im Rahmen eines speziellen Verfahrens wärmebehandelt werden kann.

[0002] Sowohl die Zusammensetzung, respektive Legierung, als auch die Wärmebehandlung im Herstellungsprozess haben einen deutlichen Einfluss auf die Eigenschaften von Stahlprodukten.

[0003] Es ist bekannt, dass im Rahmen einer Wärmebehandlung das Aufwärmen, Halten und Abkühlen einen Einfluss auf das endgültige Gefüge eines Stahlprodukts haben kann. Weiterhin spielt, wie bereits angedeutet, natürlich auch die Legierungszusammensetzung des Stahlprodukts eine grosse Rolle. Die thermodynamischen und werkstofftechnischen Zusammenhänge in legierten Stählen sind sehr komplex und hängen von vielen Parametern ab.

[0004] Aus dem Dokument DE 103 32 722 B3 sind höchstfeste Stahllegierungen als Werkstoff zur Herstellung von Federtellern für Kraftfahrzeug-Federbeine und Verfahren zu deren Herstellung bekannt. Je nach Stahllegierung werden Platinen kalt oder warm zum Federteller umgeformt und in Flüssigkeit oder an Luft gehärtet.

[0005] Es hat sich gezeigt, dass sich durch eine Kombination verschiedener Phasen und Mikrostrukturen im Gefüge eines Stahlprodukts die mechanischen Eigenschaften und die Verformbarkeit beeinflussen lassen.

[0006] Je nach Zusammensetzung und Wärmebehandlung können sich in Stahlprodukten unter anderem Ferrit-, Pearlit-, Restaustenit- (auch als "retained austenite" bekannt), angelassene Martensit-Phasen (auch als "tempered martensite" bekannt), Martensit-Phasen und Bainit-Mikrostrukturen ausbilden. Die Eigenschaften von Stahl-Legierungen hängen unter anderem von den Anteilen der verschiedenen Phasen, Mikrostrukturen und von deren struktureller Anordnung in der mikroskopischen Betrachtung ab.

[0007] Jede dieser Phasen und Mikrostrukturen hat andere Eigenschaften. Die Stahl-Legierungen, die mehrere solcher Phasen und Mikrostrukturen aufweisen, können daher deutlich unterschiedliche mechanische Eigenschaften haben.

[0008] Je nach spezifischem Anforderungsprofil, kommen zum Beispiel im Automobilbau unterschiedliche Stähle zum Einsatz. Vor mehreren Jahrzehnten wurden im Automobilsektor für den Karosseriebau meist Tiefziehstähle (z.B. IF-Stahl) verwendet, die zwar ein gutes Verformungsvermögen, aber nur eine geringe Festigkeit im Bereich von 120 - 400 N/mm² aufwiesen. IF steht für "interstitial-free", d.h. dieser IF-Stahl hat nur einen geringen Gehalt an Legierungselementen, die auf Zwischen-gitterplätzen eingelagert sind.

[0009] Eine bedeutende Komponente heutiger Stahl-Legierungen ist Mangan (Mn). Der Mangan-Anteil in

Gew.% liegt dabei häufig im Bereich zwischen 2,5 und 12%. Es handelt sich daher um sogenannte Mittel-Mangan-Stähle, die auch als Medium-Mangan-Stähle bezeichnet werden. Solche Medium-Mangan-Stähle zeichnen sich typischerweise durch ein Gefüge aus, das aus einer ferritischen, Martensit- und Austenit-Matrix besteht. In diese Matrix ist als zweite oder dritte Phase überwiegend Austenit an den Korngrenzen eingelagert. Das Austenit hat eine festigkeitssteigernde Wirkung. Der Anteil an Martensit liegt bei Medium-Mangan-Stählen gewöhnlich bei maximal 80-90 Vol.%. Durch diese ambivalente Gefügekombination weist der Medium-Mangan-Stahl eine relativ niedrige und somit für den Umformprozess günstige Streckgrenze mit einer hohen Zugfestigkeit auf.

[0010] In Fig. 1 ist ein klassisches, stark schematisiertes Diagramm gezeigt, bei dem die Bruchdehnung (im Englischen Elongation genannt) in Prozent (auch Duktilität genannt) über die Zugfestigkeit in MPa aufgetragen ist. Die Zugfestigkeit in MPa erlaubt eine Aussage über die untere Streckgrenze eines Materials. Das Diagramm der Fig. 1 gibt eine Übersicht über die Festigkeitsklassen momentan eingesetzter Stahlwerkstoffe. Generell gilt die folgende Aussage: umso höher die Streckgrenze einer Stahllegierung ist, umso geringer ist die Bruchdehnung dieser Legierung. Vereinfacht ausgedrückt kann festgestellt werden, dass die Bruchdehnung mit zunehmender Zugfestigkeit abnimmt und umgekehrt. Es muss also für jede Anwendung ein optimaler Kompromiss zwischen der Bruchdehnung und der Zugfestigkeit gefunden werden. Fig. 1 kann man Aussagen über den Zusammenhang zwischen der Festigkeit und dem Umformvermögen verschiedener Stahlwerkstoffe entnehmen.

[0011] In dem Bereich, der mit dem Bezugszeichen 1 bezeichnet ist, sind die bereits erwähnten Medium-Mangan-Stähle schematisch zusammengefasst. Der mit Bezugszeichen 1 bezeichnet Bereich umfasst Medium-Mangan-Stähle mit einem Mn-Anteil zwischen 3 und 7 Gew.% und mit einem Kohlenstoff-Anteil zwischen 0,05 und 0,1 Gew.%.

[0012] Konventionelle Medium-Mangan-Stähle sind aufwendig zu produzieren, da sie eine 2-Schritt-Wärmebehandlung unterzogen werden. Um bei den Medium-Mangan-Stählen die Zugfestigkeit zu erhöhen (z.B. von ca. 950 MPa auf 1250 MPa), werden diese Stähle z.B. mit Mangan legiert, um eine martensitische Phase zu bekommen. Leider muss man aber gleichzeitig eine deutlich reduzierte Dehnbarkeit in Kauf nehmen. Ein Medium-Mangan-Stahl mit einer großen Zugfestigkeit von z.B. 1200 MPa hat typischerweise eine Dehnung, die nur zwischen 2 und 8% liegt.

[0013] Die TRIP Stähle sind mit dem Bezugszeichen 2 bezeichnet und die sogenannten HD Stähle tragen das Bezugszeichen 3. TRIP steht im Englischen für "TRansformation Induced Plasticity". HD steht für High Ductility.

[0014] Im Automobilsektor arbeitet man mit einer ganzen Reihe unterschiedlicher Stahllegierungen, die jeweils speziell für ihr jeweiliges Einsatzgebiet am Fahrzeug optimiert wurden. Bei Innen- und Außenpanelen,

strukturellen Teilen und Stoßfängern kommen Legierungen zum Einsatz, die eine gute Energieabsorption aufweisen. Stahlpanele für die Außenhaut eines Fahrzeugs sind relativ "weich" und haben beispielsweise eine Streckgrenze unterhalb von 140 MPa. Solche Legierungen haben eine geringere Zugfestigkeit und eine höhere Bruchdehnung. Die Stahllegierungen von Stoßfängern haben beispielsweise eine Bruchdehnung im Bereich zwischen 600 und 1000 MPa. Hierfür eignen sich zum Beispiel die TRIP Stähle (Bezugszeichen 2 in Fig. 1).

[0015] Bei Stahlbarrieren (z.B. für den Seitenauflaufschutz), die bei einem Unfall das Eindringen von Fahrzeugteilen verhindern sollen, werden Stahllegierungen eingesetzt, die eine hohe Zugfestigkeit von meist mehr als 1000 MPa aufweisen. Hier eignet sich beispielweise die neue Generation von höherfesten AHSS HD Stählen. AHSS HD steht im Englischen für "Advanced High-Strength Steels High Ductility".

[0016] Diese AHSS HD Stähle haben beispielsweise einen Medium-Mangan-Anteil im Bereich zwischen 1,2 und 3,5 Gew.% und einen Kohlenstoffanteil (C), der zwischen 0,05 und 0,25 Gew.% liegt.

[0017] Es ist andeutungsweise anhand der einleitenden Erklärungen zu erkennen, dass die Zusammenhänge sehr komplex sind und dass man oft vorteilhafte Eigenschaften auf der einen Seite nur erzielen kann, wenn man auf der anderen Seite Abstriche macht.

[0018] Vor allem können bei modernen Stahlprodukten der 3. Generation beim Umformen Probleme auftreten. Unter anderem wird es als nachteilig angesehen, dass Martensit-haltige Stähle beim Kaltwalzen relativ hohe Walzkräfte erfordern. Außerdem können sich in Martensit-haltigen Stählen beim Kaltwalzen Risse bilden.

[0019] Es bestätigt sich immer wieder die Einschätzung von Experten, die betonen, dass man bei Stahllegierungen, die eine hohe Zugfestigkeit aufweisen, auf eine brauchbare Bruchdehnung verzichten muss.

[0020] Es stellt sich daher die Aufgabe, ein Verfahren zum Vergüten (Wärmebehandeln) sowie entsprechend hergestellte Stahlprodukte zu schaffen, die eine hohe Zugfestigkeit haben und deren Bruchdehnung geeignet ist für den Einsatz im Automobilsektor und in anderen Bereichen, in denen das Umformvermögen der Stahlprodukte wichtig ist.

[0021] Vorzugsweise sollen die Stahlprodukte der Erfindung eine Zugfestigkeit R_m (auch Mindestfestigkeit genannt) haben, die deutlich grösser ist als 1200 MPa. Vorzugsweise soll die Zugfestigkeit sogar grösser sein als 1400 MPa. Die Mindestbruchdehnung (A_{80}) soll 10% - 20% betragen.

[0022] Vorzugsweise sollen die Stahlprodukte der Erfindung eine Bearbeitbarkeit im Tiefziehverfahren ermöglichen.

[0023] Gemäss Erfindung wird durch eine Kombination von Verfahrens- und Legierungskonzepten ein Multiphasen-Stahlprodukt mit einem ultrafeinen Gefüge und mit guter maschineller Umformbarkeit bereitgestellt.

[0024] Die Legierung der Stahlprodukte der Erfindung

weist gemäss Erfindung einen mittleren Mangangehalt auf, was bedeutet, dass der Mangananteil im Bereich 3,5 Gew.% \leq Mn \leq 6 Gew.% liegt. Vorzugsweise liegt der Mangananteil bei allen Ausführungsformen im Bereich von 4 Gew.% \leq Mn \leq 6 Gew.%.

[0025] Die Multiphasen-Stahlprodukte der Erfindung bilden ein heterogenes System bzw. ein heterogenes Gefüge.

[0026] Um die Zusammenhänge zu verstehen und um eine geeignete Legierung sowie ein spezielles Verfahren zur Temperatubehandlung bereitzustellen zu können, wurden zahlreiche Proben Röntgen-Untersuchungen, TEM-Untersuchungen, EBSD-Untersuchungen und auch lichtmikroskopischen Untersuchungen unterzogen.

[0027] Die Stahlprodukte der Erfindung weisen gemäss Erfindung vorzugsweise eine Mikrostruktur auf, die Austenit, Bainit sowie Martensit und einen deutlich reduzierten Anteil an Ferrit umfasst. Die Ferrit-Phase ist im Vergleich zur Bainit-Phase relativ weich. Das Ersetzen der weichen Ferrit-Phase oder -Matrix durch eine stärkere und feinere (nano-grosse) Bainit-Phase, ermöglicht es ein Stahlprodukte bereit zu stellen, das herausragende Eigenschaften hat. Vor allem führt das Ersetzen der Ferrit-Phase oder -Matrix durch Bainit zu einer deutlichen Erhöhung der Lochausdehnungseigenschaften.

[0028] Die Stahlprodukte der Erfindung weisen gemäss Erfindung vorzugsweise bei allen Ausführungsformen einen Anteil einer bainitischen Mikrostruktur auf, der wesentlich grösser ist als 5 Vol.% des Stahlprodukts. Besonders vorzugsweise liegt der Anteil der bainitischen Mikrostruktur im Bereich von 10 bis 80 Vol.%. Ganz besonders bewährt hat sich ein Anteil der bainitischen Mikrostruktur im Bereich von 20 bis 40 Vol.%.

[0029] Besonders vorzugsweise zeichnet sich die bainitische Mikrostruktur dadurch aus, dass sie eine sehr feine Struktur hat und dass sie kein oder nur wenig Karbid umfasst.

[0030] Der Restaustenit-Anteil beträgt bei allen Ausführungsformen vorzugsweise deutlich weniger als 30 Vol.%. Bevorzugt sind Ausführungsformen, bei denen der Restaustenit-Anteil weniger als 10 Vol.% beträgt.

[0031] Die Stahlprodukte der Erfindung weisen gemäss Erfindung vorzugsweise mindestens anteilmäßig Gefüge oder Bereiche mit austenitischer Mikrostruktur auf. Der Anteil der austenitischen Mikrostruktur liegt vorzugsweise bei allen Ausführungsformen im Bereich von 5 bis 20 Vol.% des Stahlprodukts.

[0032] Die Stahlprodukte der Erfindung weisen gemäss Erfindung vorzugsweise anteilmäßig Austenitkörper auf, die isotrop (d.h. unabhängig von der Richtung) im Gefüge der Stahlprodukte verteilt sind. Der Volumenanteil der Austenitkörper beträgt vorzugsweise bei allen Ausführungsformen weniger als 5%. Die Größe der Austenitkörper beträgt vorzugsweise bei allen Ausführungsformen weniger als 1 μm .

[0033] Die Stahlprodukte der Erfindung weisen gemäss Erfindung vorzugsweise bei allen Ausführungsformen einen Anteil an Martensit auf, der niedriger ist als bei an-

deren Stahllegierungen, deren Zugfestigkeit im Bereich oberhalb von 1000 MPa liegt. Der Martensitanteil liegt gewöhnlich bei vorbekannten hoch zugfesten Stahllegierungen bei 80 - 90% Vol.%. Obwohl dieser niedrige Martensit-Anteil negative Einflüsse erwarten lässt, sind die mechanischen Eigenschaften und die Tiefziehbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlprodukts unerwartet gut. Die Zugfestigkeit R_m der erfindungsgemäßen Stahlprodukte im Bereich von 1400 MPa ist deutlich höher als die Zugfestigkeit, die eine Stahllegierung mit konventionell grossem Martensitanteil bieten kann.

[0034] Die Mikrostruktur der erfindungsgemäßen Stahlprodukte zeichnet sich dadurch aus, dass der vergleichbar geringe Martensitanteil sich in Form von lattenförmigem Martensit darstellt. Es zeigt sich, dass sich diese feinen martensitischen Latten positiv auf die Zugfestigkeit der Erfindung auswirken.

[0035] Die Stahlprodukte der Erfindung weisen gemäß Erfindung anteilmäßig Gefüge oder Bereiche mit Ferrit auf. Der Anteil dieser Gefüge oder Bereiche liegt vorzugsweise bei allen Ausführungsformen im Bereich unterhalb von 50 Vol.% des Stahlprodukts. Der Volumenanteil der Ferritphase beträgt zwischen 15 und 30%, wobei die Ferritphase ein KRZ-Gitter (KRZ steht für kubisch-raumzentriert) bildet und eine geringe Versetzungsdichte aufweist. Die Körner der Ferritphase weisen meist eine leicht anisotrope Ausdehnung auf.

[0036] Der Kohlenstoffanteil der Stahlprodukte der Erfindung ist generell eher niedrig. D.h. der Kohlenstoffanteil liegt bei der Erfindung im Bereich 0,02 Gew.% $\leq C \leq 0,35$ Gew.%. Besonders bevorzugt sind Ausführungsformen, bei denen der Kohlenstoffanteil im einem der folgenden Bereiche liegt

- a. $0,05 \leq C \leq 0,22$ Gew.%, oder
- b. $0,09 \leq C \leq 0,18$ Gew.%.

[0037] Gemäß Erfindung umfasst die Legierung der Stahlprodukte Al- und Si-Anteile. Der Anteil von Al plus Si ist vorzugsweise bei allen Ausführungsformen im Bereich ≤ 4 Gew.%. Vorzugsweise gilt die folgende Bedingung: $Al + Si < 3$ Gew.%. Die Zugabe speziell von Al und Si im genannten Gewichtsprozentbereich führt unerwarteter Weise zu einer Verbesserung der Zugfestigkeit und gleichzeitig zu einer erhöhten Bruchdehnung. Das Beimengen von Al und Si führt unter anderem dazu, dass die Bainit-Bildung gefördert wird. Die Bainit-Mikrostruktur hat, wie bereits erwähnt, einen deutlichen Einfluss auf die positiven Eigenschaften der Legierung der Stahlprodukte. Al und Si dient auch dazu die Karbid-Bildung im Bainit zu unterdrücken, was die positiven Eigenschaften der Legierung weiter verbessert.

[0038] Der Anteil von Al und von Si kann bei allen Ausführungsformen auch wie folgt genauer definiert werden: $Si \leq 0,5$ Gew.% und $Al \leq 3$ Gew.%.

[0039] Gemäß Erfindung umfasst die Legierung der Stahlprodukte vorzugsweise Al- und Si- Anteile gemäß der folgenden Formel: $Si + Al \leq 1$ Gew.%.

[0040] Gemäß Erfindung umfasst die Legierung der Stahlprodukte vorzugsweise einen Phosphor-Anteil. Der Anteil von P ist vorzugsweise bei allen Ausführungsformen $\leq 0,03$ Gew.%.

[0041] Gemäß Erfindung umfasst die Legierung der Stahlprodukte vorzugsweise einen Kupfer-Anteil. Der Anteil von Cu ist vorzugsweise bei allen Ausführungsformen $\leq 0,1$ Gew.%.

[0042] Die Stahlprodukte der Erfindung weisen gemäß Erfindung vorzugsweise mindestens anteilmäßig einen kleinen Anteil an Nb auf, um so die Ms-Temperatur zu reduzieren. M_s bezeichnet die Martensitstarttemperatur. Der Anteil an Nb beträgt bei allen Ausführungsformen vorzugsweise weniger als 0,4 Gew.%. Auf diesem Wege kann die bainitische Umwandlung in einem industriellen Herstellprozess kontrolliert werden. Diese bainitische Umwandlung findet bei der erfindungsgemäßen Temperaturbehandlung hauptsächlich während einer Phase des sogenannten zweiten Haltens und während des darauffolgenden zweiten Abkühlens statt.

[0043] Die Stahlprodukte der Erfindung weisen gemäß Erfindung vorzugsweise mindestens anteilmäßig einen kleinen Anteil an Ti auf. Der Anteil an Ti beträgt bei allen Ausführungsformen vorzugsweise weniger als 0,2 Gew.%.

[0044] Die Stahlprodukte der Erfindung weisen gemäß Erfindung vorzugsweise mindestens anteilmäßig einen kleinen Anteil an V auf. Der Anteil an V beträgt bei allen Ausführungsformen vorzugsweise weniger als 0,1 Gew.%.

[0045] Das beschriebene Gefüge der Stahlprodukte mit den angegebenen Gewichtsprozenten wird durch eine spezielle Temperaturbehandlung erreicht, die zu kontrollierten Umwandlungen und Gefügeausbildungen im Multiphasen-Stahlprodukt führt. Diese Temperaturbehandlung wird hier als en-bloc Temperaturbehandlung bezeichnet, da sie lediglich einen einzigen kontinuierlich ablaufenden Behandlungsprozess umfasst. D.h., die en-bloc Temperaturbehandlung der Erfindung weist keine Unterbrechung oder Pause auf, nach der das Stahlprodukt erneut erwärmt werden müsste.

[0046] Die Erfindung braucht somit keine konventionelle ART-Annealing Behandlung. ART steht für "austenite reverted transformation".

[0047] Die beschriebenen Legierungen führen überraschenderweise zu Stahlprodukten mit den gewünschten Eigenschaften, obwohl sie nur einer en-bloc Temperaturbehandlung mit den Verfahrensschritten nach Patentsanspruch 1 unterzogen werden. Diese spezielle Form der en-bloc Temperaturbehandlung hat einen deutlichen Einfluss auf die Ausbildung der spezifischen ultrafeinen Struktur(en) des Stahlprodukts.

[0048] Gemäß Erfindung wird das Gefüge, respektive die Mikrostruktur des Stahlprodukts gezielt durch eine spezielle und effiziente Form der en-bloc Temperaturbehandlung gesteuert und festgelegt.

[0049] Vorzugsweise umfasst die en-bloc Temperaturbehandlung eine Phase des schnellen Erwärmens bis

zu einer ersten Haltetemperatur, die im Bereich um $820^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$ liegt. Besonders bewährt hat sich eine erste Haltetemperatur bei ca. 810°C . Nachdem das Stahlprodukt im Bereich der ersten Haltetemperatur für eine erste Zeitdauer (erste Haltedauer) gehalten wurde, erfolgt eine Phase des schnellen Abkühlens. Bei diesem schnellen Abkühlen wird eine zweite Haltetemperatur erreicht und es folgt eine zwischenzeitliche Haltephase (zweite Haltedauer) im Bereich dieser zweiten Haltetemperatur. Die zweite Haltetemperatur liegt im Bereich zwischen 350°C und 450°C . Vorzugsweise liegt die zweite Haltetemperatur bei allen Ausführungsformen im Bereich zwischen 380°C und 450°C . Nachdem das Stahlprodukt im Bereich der zweiten Haltetemperatur für eine zweite Zeitdauer gehalten wurde, erfolgt eine weitere Phase des schnellen Abkühlens.

[0050] Die Phase des schnellen Abkühlens hat vorzugsweise bei allen Ausführungsformen eine Abkühlrate, die grösser ist als -30K/sec . Besonders bevorzugt sind Abkühlraten, die grösser sind als -50K/sec . Diese schnellen Abkühlraten haben eine vorteilhaften Einfluss auf die Mikrostruktur des Stahlprodukts der Erfindung.

[0051] Die en-bloc Temperaturbehandlung der Erfindung dient dazu die negativen Einflüsse der martensitischen oder ferritischen Matrix zu vermeiden und gleichzeitig eine neue Mikrostruktur mit den angestrebten Eigenschaften herzustellen.

[0052] Die erste zwischenzeitliche Haltephase hat vorzugsweise bei allen Ausführungsformen eine Dauer von maximal 5 Minuten.

[0053] Die zweite zwischenzeitliche Haltephase hat vorzugsweise bei allen Ausführungsformen eine Dauer von maximal 10 Minuten.

[0054] Vorzugsweise ist die erste Haltedauer kürzer als die zweite Haltedauer.

[0055] Durch das Halten im Bereich der zweiten Haltetemperatur im genannten Temperaturfenster und während des anschliessenden schnellen Abkühlens, kann gezielt eine bainitische Umwandlung stattfinden.

[0056] Die Mikrostruktur des Stahlprodukts zeichnet sich dadurch aus, dass sie vorzugsweise umfasst:

- feines, lattenförmiges Bainit,
- ferritische Phasen mit einer hohen Versetzungsichte.

Hinzu kommt die Tatsache, dass die Stahlprodukte der Erfindung vorzugsweise eine ultrafeine Korngrösse aufweisen, wobei die Korngrösse zwischen 2 und $3\text{ }\mu\text{m}$ liegt.

[0057] Das feine, lattenförmige Bainit trägt nachweislich dazu bei die Festigkeit der Stahlprodukte der Erfindung zu verbessern.

[0058] Die Stahlprodukte der Erfindung weisen bainitische Latten auf, die eine Breite zwischen 20 und 200nm und eine typische Länge im Bereich von $1\text{ }\mu\text{m}$ bis $4\text{ }\mu\text{m}$ haben. Diese bainitischen Latten, die hier auch als nahefeine Latten bezeichnet werden, bilden sich aufgrund der speziellen en-bloc Temperaturbehandlung.

[0059] Die ferritischen Phasen mit hoher Versetzungsichte spielen eine bedeutende Rolle, da sie die Dehnung und Umformbarkeit der Stahlprodukte der Erfindung verbessern.

[0060] Aufgrund der speziell entwickelten Legierungszusammensetzung und der genau aufeinander abgestimmten Gefügeanteile von Austenit, Bainit und Martensit oder Ferrit, werden besonders gute Eigenschaften erzielt und gleichzeitig liegt das Umformvermögen der Stahlprodukte in einem maschinell handhabbaren Bereich.

[0061] Vorzugsweise wird die Erfindung eingesetzt, um Kaltband-Stahlprodukte in Form von kaltgewalztem Flachzeug (z.B. Coils) bereit zu stellen. Die Erfindung kann auch eingesetzt werden, um z.B. Feinbleche oder auch Draht und Drahtprodukte herzustellen.

[0062] Es ist ein Vorteil des Verfahrens der Erfindung, dass es im Vergleich zu vielen anderen Verfahrensansätzen wenig energieaufwändig, schneller und kostengünstiger ist.

[0063] Die Erfindung hat unter anderem den Vorteil, dass keine ART-Wärmebehandlung benötigt wird. ART steht für "Austenite Reverted Transformation".

[0064] Weitere vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung bilden die Gegenstände der abhängigen Ansprüche.

ZEICHNUNGEN

[0065] Ausführungsbeispiele der Erfindung werden im Folgenden unter Bezugnahme auf die Zeichnungen näher beschrieben.

FIG. 1 zeigt ein stark schematisiertes Diagramm, bei dem die Bruchdehnung in Prozent über die Zugfestigkeit in MPa für verschiedene Stähle aufgetragen ist;

FIG. 2 zeigt ein schematisiertes Diagramm der einmaligen Temperaturbehandlung, das im Rahmen der Herstellung eines Stahlprodukts der Erfindung zum Einsatz kommt.

Detaillierte Beschreibung

[0066] Gemäß Erfindung geht es um ultrafeine Multiphasen Medium-Mangan-Stahlprodukte, die Martensit-, Ferrit- und Restaustenit-Bereiche oder Phasen, sowie optional auch Bainit-Mikrostrukturen umfassen. D.h. die Stahlprodukte der Erfindung zeichnen sich durch eine spezielle Gefügekonstellation aus, die auch als Multiphasen-Gefüge bezeichnet wird.

[0067] Teilweise ist im Folgenden von Stahl(zwischen)produkten die Rede, wenn es darum geht zu betonen, dass es nicht um das fertige Stahlprodukt sondern um ein Vor- oder Zwischenprodukt in einem mehrstufigen Fertigungsprozess geht. Ausgangspunkt für solche Fertigungsprozesse ist meist eine Schmelze. Im Folgenden wird die Legierungszusammensetzung der Schmelze

angegeben, da man auf dieser Seite des Fertigungsprozesses relativ genau auf die Legierungszusammensetzung Einfluss nehmen kann (z.B. durch Zuchargieren von Bestandteilen, wie Silizium). Die Legierungszusammensetzung des Stahlprodukts weicht im Normalfall nur unwesentlich von der Legierungszusammensetzung der Schmelze ab.

[0068] Der Begriff "Phase" wird unter anderem durch seine Zusammensetzung aus Anteilen der Komponenten, Enthalpiegehalt und Volumen definiert. Unterschiedliche Phasen sind im Stahlprodukt durch Phasengrenzen voneinander getrennt.

[0069] Die "Komponenten" oder "Konstituenten" der Phasen können entweder chemische Elemente (wie Mn, Ni, Al, Fe, C, ... usw.) oder neutrale, molekulartige Aggregate (wie FeSi, Fe₃C, SiO₂, usw.) oder geladene, molekulartige Aggregate (wie Fe²⁺, Fe³⁺, usw.) sein.

[0070] Mengen oder Anteilsangaben werden hier grossteils in Gewichtsprozent (kurz Gew.%) gemacht, soweit nichts anderes erwähnt ist. Wenn Angaben zur Zusammensetzung der Legierung, respektive des Stahlprodukts gemacht werden, dann umfasst die Zusammensetzung neben den explizit aufgelisteten Materialien bzw. Stoffen als Grundstoff Eisen (Fe) und sogenannte unvermeidbare Verunreinigungen, die immer im Schmelzbad auftreten und die sich auch in dem daraus entstehenden Stahlprodukt zeigen. Alle Gew.-%-Angaben sind also stets auf 100 Gew.% zu ergänzen und alle Vol.-%-Angaben sind stets auf 100 % des Gesamtvolumens zu ergänzen.

[0071] Die Medium-Mangan-Stahlprodukte der Erfindung haben alle einen Mangangehalt, der im Bereich von 3,5 und 6 Gew.% liegt, wobei die angegebenen Grenzen zu dem Bereich dazu gehören, d.h. der Mangananteil liegt im Bereich 3,5 Gew.% ≤ Mn ≤ 6 Gew.%. Vorzugsweise liegt der Mangananteil bei allen Ausführungsformen liegt im Bereich 4 Gew.% ≤ Mn ≤ 6 Gew.%.

[0072] Außerdem liegt der Kohlenstoffanteil C im folgenden Bereich 0,02 ≤ C ≤ 0,35 Gew.%.

[0073] Beim Herstellen eines Mangan-Stahlprodukts werden unter anderem die folgenden Schritte ausgeführt, wobei diese Schritte nicht unbedingt unmittelbar aufeinander folgen müssen.

[0074] Im Rahmen des Bereitstellens der erfindungsgemässen Legierung wird einer Ausgangsmenge an Eisen ein Kohlenstoffanteil C im folgenden Bereich 0,02 ≤ C ≤ 0,35 Gew.%, und ein Mangananteil Mn im folgenden Bereich 3,5 Gew.% ≤ Mn ≤ 6 Gew.% hinzugefügt. Die entsprechende Vorgehensweise ist hinlänglich bekannt.

[0075] Im Rahmen der Weiterbearbeitung der so gewonnenen Legierung, folgt ein besonders effizientes Glühverfahren (en-bloc Temperaturbehandlung genannt). Das Wort en-bloc wird hier verwendet, um zu betonen, dass im Gegensatz zu zahlreichen alternativen Ansätzen kein zweimaliges Glühen oder Temperaturbehandeln erforderlich ist.

[0076] Beim Durchführen des en-bloc Glühverfahrens werden die folgenden Teilschritte ausgeführt (in diesem

Zusammenhang wird auf die Fig. 2 verwiesen):

- Erwärmen E1 des Stahl(zwischen)produkts auf eine erste Haltetemperatur T1, die im Bereich von 820 °C ± 20°C liegt,
- Erstes Halten H1 des Stahl(zwischen)produkts während einer ersten Haltedauer 51 auf der ersten Haltetemperatur T1,
- Schnelles erstes Abkühlen A1 des Stahl(zwischen)produkts auf eine zweite Haltetemperatur T2, die im Bereich zwischen 350 °C und 450 °C liegt,
- Zweites Halten H2 des Stahl(zwischen)produkts während einer zweiten Haltedauer 52 im Bereich der zweiten Haltetemperatur T2,
- Durchführen eines langsamens zweiten Abkühlens A2.

[0077] Die erste zwischenzeitliche Haltephase H1 hat vorzugsweise bei allen Ausführungsformen eine Dauer von maximal 5 Minuten. Die zweite zwischenzeitliche Haltephase H2 hat vorzugsweise bei allen Ausführungsformen eine Dauer von maximal 10 Minuten.

[0078] Besonders bevorzugt sind Ausführungsformen, bei denen gilt: 51 + 52 < 15 min und 51 < 52.

[0079] Das erste Abkühlen A1 kann bei allen Ausführungsformen in einem Luftstrom oder unter Einsatz eines Kühlfluids erfolgen. Das zweite Abkühlen A2 kann bei allen Ausführungsformen in einem Luftstrom erfolgen. Das Stahlprodukt der Erfindung kann aber auch in ein separates Umfeld (z.B. in ein Glühaggregat) gebracht werden, um dort eine Weile länger gehalten zu werden (z.B. bei 300 bis 450 °C). In diesem Fall verlängert sich die Zeit 52 entsprechend.

[0080] Die Phase des schnellen Abkühlens A1 hat vorzugsweise bei allen Ausführungsformen eine Abkühlrate, die grösser ist als -30K/sec. Besonders bevorzugt sind Abkühlraten A1, die grösser sind als -50K/sec. Diese schnellen Abkühlraten haben eine vorteilhaften Einfluss auf die Mikrostruktur des Stahlprodukts der Erfindung.

[0081] Der Fig. 2 kann man entnehmen, dass das schnellere erste Abkühlen A1 mit einer Abkühlrate erfolgt, die höher ist als die Abkühlrate des langsameren zweiten Abkühlens A2. Vorzugsweise erfolgt das zweite Abkühlen bei allen Ausführungsformen entlang einer asymptotischen Kurve A2*, die sich der Asymptote Asy (siehe Fig. 2) nähert. Vorzugsweise werden die Stahlprodukt-Coils bei allen Ausführungsformen nach dem langsameren zweiten Abkühlen A2 oder A2* sich selbst überlassen, damit sie von alleine weiter langsam abkühlen können.

[0082] Gemäss Erfindung sind Stahlprodukte bevorzugt, die anteilmässig die folgenden Beimengungen umfassen:

- Al- plus Si -Anteile ≤ 4 Gew.%, und/oder
- Nb-Anteil ≤ 0,4 Gew.%, und/oder
- Ti-Anteil ≤ 0,2 Gew.%, und/oder
- V-Anteil ≤ 0,1 Gew.%, und/oder

- P-Anteil $\leq 0,03$ Gew.%, und/oder
- Cu-Anteil $\leq 0,1$ Gew.%.

[0083] Gemäss Erfindung sind Stahlprodukte bevorzugt, die einen Anteil einer bainitischen Mikrostruktur umfassen, der grösser ist als 5 Gew.% des Stahlprodukts, wobei der Anteil der bainitischen Mikrostruktur vorzugsweise im Bereich von 10 bis 70 Vol.% des Stahlprodukts liegt. Besonders vorzugsweise liegt der Anteil der Mikrostruktur im Bereich von 20 bis 40 Vol.%

[0084] Gemäss Erfindung sind Stahlprodukte bevorzugt, die einen Restaustenit-Anteil umfassen, der weniger als 30 Vol.% des Stahlprodukts beträgt, wobei der Restaustenit-Anteil vorzugsweise weniger als 10 Vol.% des Stahlprodukts beträgt.

[0085] Gemäss Erfindung sind Stahlprodukte bevorzugt, die einen Anteil einer austenitischen Mikrostruktur aufweisen, der im Bereich von 5 bis 20 Vol.% des Stahlprodukts liegt, insbesondere von 2 bis 10 Vol.%.

[0086] Gemäss Erfindung sind Stahlprodukte bevorzugt, die einen Volumenanteil von Austenitkörnern umfassen, der vorzugsweise bei weniger als 5% des Gesamtvolumens des Stahlprodukts beträgt. Diese Austenitkörner weisen vorzugsweise eine Maximalgröße auf, die kleiner ist als 1 μm .

Bezugszeichen

Medium-Mangan-Stähle	1
TRIP Stähle	2
HD Güten	3
Erstes Abkühlen	A1
zweites Abkühlen	A2
Asymptote	Asy
erste Haltedauer	δ_1
zweite Haltedauer	δ_2
Erwärmen	E1
Erstes Halten	H1
zweites Halten	H2
erste Haltetemperatur	T1
zweite Haltetemperatur	T2

Patentansprüche

1. Verfahren zum Herstellen eines Mangan-Stahlprodukts, wobei das Verfahren die folgenden Schritte umfasst:

- Bereitstellen einer Legierung mit
 - einem Kohlenstoffanteil (C) im folgenden Bereich $0,02 \leq C \leq 0,35$ Gew.%, und

- einem Mangananteil (Mn) im folgenden Bereich $3,5 \text{ Gew.\%} \leq \text{Mn} \leq 6 \text{ Gew.\%}$,

wobei das Verfahren durch den folgenden Schritt gekennzeichnet ist:

- Durchführen eines en-bloc Glühverfahrens mit den folgenden Teilschritten, wobei das en-bloc Glühverfahren eine kontinuierlich ablaufende Temperaturbehandlung ohne Unterbrechung ist, nach welcher das Stahlprodukt erneut erwärmt werden muss:

- Erwärmen (E1) des Stahlprodukts auf eine erste Haltetemperatur (T1), die im Bereich von $820^\circ\text{C} \pm 20^\circ\text{C}$ liegt,
- Erstes Halten (H1) des Stahlprodukts während einer ersten Haltedauer (51) auf der ersten Haltetemperatur (T1),
- Schnelleres erstes Abkühlen (A1) des Stahlprodukts auf eine zweite Haltetemperatur (T2), die im Bereich zwischen 350°C und 450°C liegt,
- Zweites Halten (H2) des Stahlprodukts während einer zweiten Haltedauer (52) im Bereich der zweiten Haltetemperatur (T2),
- Durchführen eines langsameren zweiten Abkühlens (A2), wobei das schnellere erste Abkühlen (A1) mit einer Abkühlrate erfolgt, die höher ist als die Abkühlrate des langsameren zweiten Abkühlens (A2).

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Kohlenstoffanteil (C) im einem der folgenden Bereiche liegt

- a. $0,05 \leq C \leq 0,22$ Gew.%, oder
- b. $0,09 \leq C \leq 0,18$ Gew.%.

40 **3.** Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Mangananteil (Mn) im Bereich $4 \text{ Gew.\%} \leq \text{Mn} \leq 6$ liegt.

45 **4.** Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Mangan-Stahlprodukt während des langsameren zweiten Abkühlens (A2) gewickelt wird.

50 **5.** Verfahren nach Anspruch 1, 2 oder 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** das zweite Abkühlen (A2) einen kurvenförmigen, vorzugsweise einen asymptotischen Verlauf hat, dessen Asymptote (Asy) vorzugsweise bei 100°C liegt.

55 **6.** Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Temperatur des Mangan-Stahlprodukts während des zweiten Halten (H2) im Bereich der zweiten Haltetemperatur

(F2) konstant oder mit der Zeit abnehmend ist.

7. Verfahren nach einem der vorausgehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** beim Bereitstellen der Legierung die folgenden Beimengungen vorgenommen werden:

- Al- und Si -Anteile ≤ 4 Gew.%, und/oder
- P-Anteil $\leq 0,03$ Gew.%, und/oder
- Cu-Anteil $\leq 0,1$ Gew.%.

8. Verfahren nach einem der vorausgehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die erste Haltedauer (δ_1) eine Dauer von maximal 10 Minuten und die zweite Haltedauer (δ_2) je eine Dauer von maximal 15 Minuten haben, wobei vorzugsweise gilt: $51 \leq 5 \text{ min}$ und $52 \leq 10 \text{ min}$.

Claims

1. A method for producing a manganese steel product, the method comprising the following steps:

- providing an alloy with

- a carbon content (C) in the following range $0,02 \leq C \leq 0,35$ % by weight, and
- a manganese content (Mn) in the following range of 3,5% by weight $\leq Mn \leq 6$ % by weight,

wherein the method is **characterized by** the following steps:

- carrying out an en-bloc annealing process with the following substeps, wherein the en-bloc annealing process is a continuously conducted temperature treatment without interruption, after which the steel product must be reheated:

- heating (E1) the steel product to a first holding temperature (T1) which is in the range of $820^\circ\text{C} \pm 20^\circ\text{C}$,
- first holding (H1) of the steel product during a first holding period (δ_1) at the first holding temperature (T1),
- faster first cooling (A1) of the steel product to a second holding temperature (T2) which is in the range between 350°C and 450°C ,
- second holding (H2) of the steel product during a second holding period (δ_2) in the range of the second holding temperature (T2),
- performing a slower second cooling (A2), wherein the faster first cooling (A1) is performed at a cooling rate higher than the cooling rate of the slower second cooling

(A2).

2. Method according to claim 1, **characterized in that** the carbon content (C) lies in one of the following ranges:

- a) $0,05 \leq C \leq 0,22$ % by weight, or
- b) $0,09 \leq C \leq 0,18$ % by weight.

3. Method according to claim 1 or 2, **characterized in that** the manganese content (Mn) lies in the range of 4% by weight $\leq Mn \leq 6$.

4. Method according to one of the claims 1 to 3, **characterized in that** the manganese steel product is wound during the slower second cooling (A2).

5. Method according to claim 1, 2, or 3, **characterized in that** the second cooling (A2) has a curve-shaped, preferably an asymptotic progression whose asymptote (Asy) is preferably at 100°C .

6. Method according to one of claims 1 to 5, **characterized in that** the temperature of the manganese steel product is constant during the second holding (H2) in the range of the second holding temperature (F2) or decreases with time.

7. Method according to one of the preceding claims, **characterized in that** when providing the alloy the following admixtures are carried out:

- Al plus Si contents ≤ 4 % by weight, and/or
- P content $\leq 0,03$ % by weight, and/or
- Cu content $\leq 0,1$ % by weight.

8. Method according to one of the preceding claims, **characterized in that** the first holding period (δ_1) has a duration of at most 10 minutes and the second holding period (δ_2) has a respective maximum duration of 15 minutes, wherein preferably the following applies: $\delta_1 \leq 5 \text{ min}$ and $52 \leq 10 \text{ min}$.

Revendications

1. Procédé de fabrication d'un produit en acier au manganèse, le procédé comprenant les étapes suivantes :

- préparer un alliage comprenant

- une fraction de carbone (C) dans la plage suivante $0,02 \leq C \leq 0,35$ % en poids, et
- une fraction de manganèse (Mn) dans la plage suivante 3,5 % en poids $\leq Mn \leq 6$ % en poids,

le procédé étant **caractérisé par** les étapes suivantes :

- Réaliser un procédé de recuit en bloc avec les étapes partielles suivantes, le procédé de recuit en bloc étant un traitement thermique continu sans interruption, après lequel le produit en acier doit de nouveau être chauffé :

- Chauffage (E1) du produit en acier à une première température de maintien (T1), qui se situe dans la plage de $820^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$, 10
- Premier maintien (H1) du produit en acier pendant une première durée de maintien (δ_1) à la première température de maintien (T1), 15
- Premier refroidissement plus rapide (A1) du produit en acier à une deuxième température de maintien (T2) qui se situe dans la plage entre 350°C et 450°C , 20
- Deuxième maintien (H2) du produit en acier pendant une deuxième durée de maintien (δ_2) dans la plage de la deuxième température de maintien (T2), 25
- Mise en oeuvre d'un deuxième refroidissement plus lent (A2), le premier refroidissement plus rapide (A1) étant effectué à une vitesse de refroidissement supérieure à la vitesse de refroidissement du deuxième refroidissement plus lent (A2). 30

2. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** la fraction de carbone (C) se situe dans l'une des plages suivantes

- a. $0,05 \leq C \leq 0,22\%$ en poids, ou
- b. $0,09 \leq C \leq 0,18\%$ en poids.

3. Procédé selon la revendication 1 ou 2, **caractérisé en ce que** la fraction de manganèse (Mn) se situe dans la plage $4\% \leq \text{Mn} \leq 6$. 40

4. Procédé selon l'une des revendications 1 à 3, **caractérisé en ce que** le produit en acier au manganèse est enroulé pendant le deuxième refroidissement plus lent (A2). 45

5. Procédé selon la revendication 1, 2 ou 3, **caractérisé en ce que** le deuxième refroidissement (A2) a un tracé en forme de courbe, de préférence un tracé asymptotique, dont l'asymptote (Asy) se situe de préférence à 100°C . 50

6. Procédé selon l'une des revendications 1 à 5, **caractérisé en ce que** la température du produit en acier au manganèse pendant le deuxième maintien (H2) est constante ou diminue avec le temps dans la plage de la deuxième température de maintien 55

(T2).

7. Procédé selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que**, lors de la préparation de l'alliage, il est procédé aux mélanges suivants :

- fractions de Al et Si $\leq 4\%$ en poids, et/ou
- fraction de P $\leq 0,03\%$ en poids, et/ou
- fraction de Cu $\leq 0,1\%$ en poids.

8. Procédé selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** la première durée de maintien (δ_1) a une durée de maximum 10 minutes et la deuxième durée de maintien (δ_2) une durée de maximum 15 minutes, dans lequel on applique de préférence $\delta_1 \leq 5$ min et $\delta_2 \leq 10$ min.

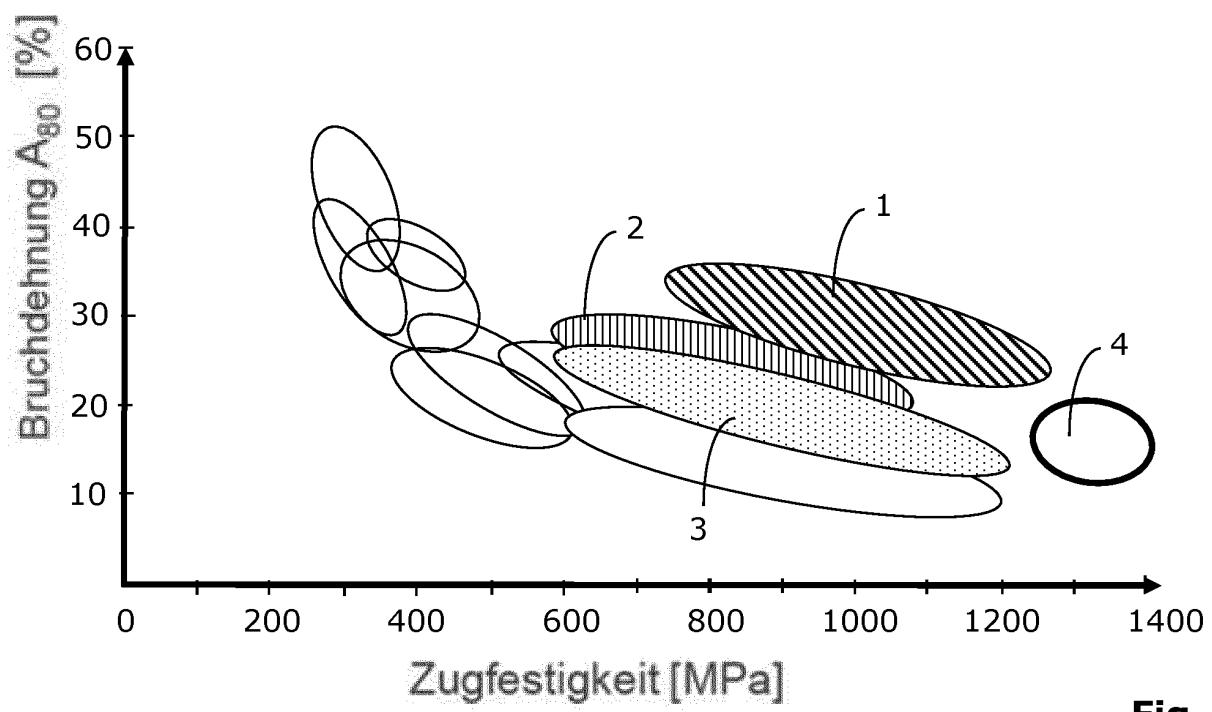


Fig. 1

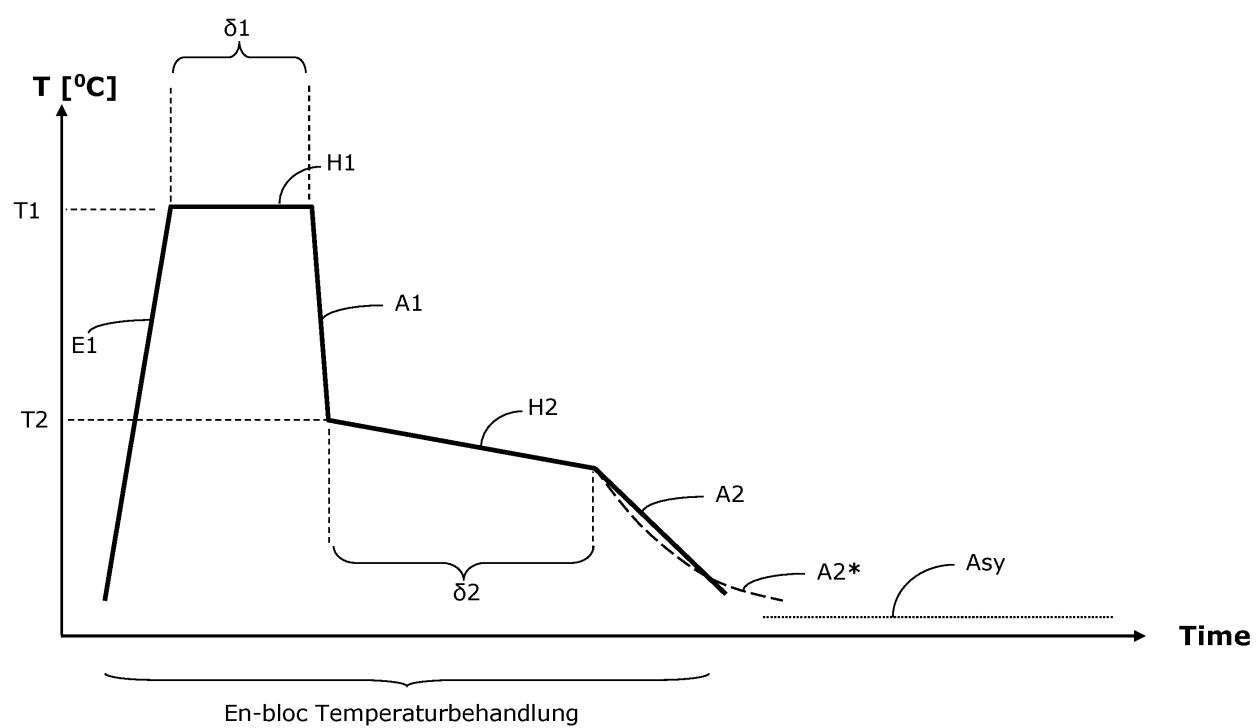


Fig. 2

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde ausschließlich zur Information des Lesers aufgenommen und ist nicht Bestandteil des europäischen Patentdokumentes. Sie wurde mit größter Sorgfalt zusammengestellt; das EPA übernimmt jedoch keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- DE 10332722 B3 [0004]